بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال نفوذی ورق‌های آلیاژی Al/Al_2O_3*

مونا یاراحمدی[۱] مرتضی شمعانیان[۲] حمیدرضا سلیمی جزی[۳]

چکیده

امروزه کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی به‌دلیل دارا بودن خواص مطلوب فیزیکی و مکانیکی در صنایعی که به‌نوعی نیاز به مواد سبک و در عین حال مستحکم دارند، به‌طور وسیعی کاربرد یافته‌اند. این خواص مطلوب در کامپوزیت‌های با ساختار نانو بسیار چشمگیرتر و شاخص‌تر است. در تحقیق حاضر، فرایند اتصال نمونه‌های ورق آلیاژی آلومینیوم تقویت شده با ذرات میکرومتری آلومینا، به‌روش فاز مایع گذرا مورد ارزیابی قرار گرفت. تأثیر پارامترهای دما و زمان بر روی خواص اتصال بررسی شد. در حوالی درز تمام اتصال‌ها، ترکیبات بین فلزی سخت، تجمع ذرات آلومینا، میکروترک و حفراتی دیده شد که با فاز جامد $\alpha-Al$ پرشده‌اند و در درون آن‌ها ذرات پراکنده و ریز $CuAl_2$ مشاهده شد. با افزایش دمای اتصال، به‌دلیل افزایش حجم مذاب ایجاد شده در درز، سطح وسیع‌تری از درز اتصال، میکروترک وحفرات توسط مذاب پر شد. ازطرفی ریزساختار اتصال‌های انجام شده در دماهای بالاتر حاوی ذرات کمتری از رسوب نسبت به ریزساختار اتصال‌های انجام شده در دماهای پایین‌تر می‌باشد، همین عامل نیز موجب کاهش سختی فاز جامد $\alpha-Al$ با افزایش دمای اتصال شد. در دمای اتصال ۵۹۰ درجه‌ی سانتی‌گراد، با افزایش زمان اتصال استحکام اتصال‌ها افزایش می‌یابد طوری که حداکثر استحکام برشی در همین دما و زمان اتصال ۳۰ دقیقه، درحدود ۸۲ درصد استحکام برشی فلز پایه بدست آمد. سطوح شکست بررسی شده، دیمپل‌های برشی و نرم و تغییرشکل پلاستیک را نشان داد که بعضاً در انتهای آن‌ها ذراتآلومینادیده می‌شود. در دماهای اتصال پایین با افزایش زمان، استحکام اتصالات افزایش یافت. در دماهای اتصال بالاتر که انجماد هم‌دما کامل شد، افزایش زمان موجب کاهش مقدار مس و کاهش ذرات رسوبی در زمینه‌ی نرم فاز جامد α-Al شد و در نتیجه استحکام اتصال‌ها کاهش یافت.

واژه‌های کلیدی کامپوزیت زمینه آلومینیومی ، فازمایع گذرا، لایه واسطه، ذرات آلومینا، انجماد هم‌دما

نام مقاله و نام نویسندگان به انگلیسی ؟؟

Abstract

Todays, aluminum matrix composites are widely used in many industrial applications due to their superior properties such as high strength to weight ratio. However, joining problems of these composite materials is a challenge which limits their applications. Consternation of alumina particles, micro-cracks and porosity were found in the joint areas that were filled from α-Al solid phase and fine $CuAl_2$ precipitated particles. The filled areas increased as the joint temperature increase. It is due to a higher amount of the molten material produced during joining. Moreover, the amount of $CuAl_2$ precipitated particles reduced as the joining temperature increased, resulting in reduction of the hardness of the α-Al solid phase in the joint area. The shear strength of the bonded joints was also evaluated using a tension test system. The maximum shear strength (82% of the base metal shear strength) was achieved at the bonding temperature of 590°C and process duration of 30 minutes. Analysis of the fractured surfaces showed plastic deformation, shear dimples and partially ductile failure. Some alumina particles were observed on the fractured surface. At low joining temperatures, the joint strength improved by increasing bonding time, whiles at high joining temperatures, the joint strength decreased due to reduction of $CuAl_2$ particles in the α-Al solid phase.

Key Words Aluminum matrix composite, Transient liquid phase, Interlayer, alumina particles, Isothermal solidification.

*نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ و نسخه ی پایانی آن در تاریخ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) آدرس و مرتبه علمی نویسندگان به طور کامل و نویسنده مسئول مشخص گردد.
(۲)
(۳)

DOI:

مقدمه

امروزه کامپوزیت های زمینه‌ی آلومینیومی به دلیل دارا بودن خواص مطلوبی از قبیل نسبت استحکام به وزن بالا،چگالی پایین، سختی بالا و مقاومت بالا به اکسیداسیون و سایش، در صنایع هوا فضا، اتومبیل سازی، الکترونیک و به طور کلی صنایعی که به نوعی نیاز به مواد سبک و در عین حال مستحکم دارند، به شدت مورد توجه قرار گرفته‌اند. با این حال، عدم وجود و یا فقدان روش مناسب، اقتصاد ی و قابل اعتماد بر ای اتصال این گونه مواد، موجب شده که کاربردهای این مواد پیشرفته به شدت محدود شود، لذا بررسی و پژوهش در زمینه‌ی اتصال این گونه مواد، مفید بوده و گامی مهم و مؤثر در جهت کاربردی کردن این مواد بر ای استفاده در صنایع محسوب می‌شود. فرایندهای اتصال ذوبی به دلیل واکنش‌های نا مطلوب بین زمینه و ذرات تقویت کننده، سیالیت پایین مذاب در حوضچه ی جوش و عیوبی از قبیل تخلخل، برای اتصال این گونه مواد پیشرفته ناکارآمد بوده است. لذا استفاده از روش‌های اتصال نفوذی برای اتصال این مواد، اخیراً مورد توجه پژوهش‌گران قرار گرفته است. از میان انواع روش‌های اتصال نفوذی، فرایند اتصال نفوذی TLP (transient liquid phase diffusion bonding) در این مواد بیشتر مورد توجه بوده و در اتصال گستره وسیعی از مواد مورد استفاده واقع شده است. اتصال نفوذی با فاز مایع گذرا یک فرایند اتصال حالت مایع (مذاب) است که در جهت بهبود فرایندهای اتصال موجود توسعه داده شد است. به طور ویژه، این فرایند توسط پالونیس (Paulonis) و همکارانش در سال ۱۹۷۱ برای غلبه بر نقاط ضعف تکنیک‌ها یا اتصال سوپرآلیاژهای پایه نیکل توسعه داده شد و ثبت اختراع شده است. مزیت اصلی اتصال TLP این است که در نتیجه اتصال ایجاد شده با این روش ناحیه اتصال دارای نقطه ذوب بالاتر از دمای اتصال می‌باشد. این فرایند با توجه به ویژگی‌های اتصال بین اتصال نفوذی و لحیم‌کاری است، به همین دلیل معمولا لحیم‌کاری نفوذی نامیده می‌شود. البته این فرایند تحت عناوینی نظیر اتصال ورود فلز مذاب انتقالی و گاهی اوقات به اشتباه به عنوان اتصال نفوذی (که صرفا بر پایه نفوذ حالت جامد است) نامیده می‌شود. فرایند اتصال TLP شامل فراهم کردن شرایط اتصال، حرارت دادن تا رسیدن به درجه حرارت اتصال مشخص برای تولید یک ناحیه مذاب در منطقه اتصال، نگه‌داری مجموعه در دمای اتصال تا زمان انجماد ایزوترمال مذاب تحت اثرنفوذ، همگن سازی اتصال با انجام عملیات حرارتی مناسب است. فراهم کردن شرایط اتصال معمولا شامل قرار دادن یک لایه واسطه نازک بین زیرلایه‌ها است. اما مواد لایه واسطه گاهی اوقات در خارج از محل اتصال قرار می‌گیرد تا به کمک نیروهای موئینه همانند فرایندهای لحیم کاری به سمت اتصال برود. مواد لایه واسطه می‌تواند در بسیاری از فرمت‌های مختلف باشند: فویل نازک (ورق نورد شده)، فویل آمورف (ذوب ریسی)، پودر ریز (با یا بدون عامل اتصال)، پودر فشرده (ساخته شده توسط سینترینگ، HIP)، خمیر لحیم‌کاری، فرایند رسوب فیزیکی بخار مانند کند و پاش، آبکاری الکتریکی و تبخیر یک عنصر از مواد زیرلایه برای ایجاد یک سطح «لعاب». معمولا فشار به مجموعه اتصال برای تراز نگه داشتن قطعات و برای ایجاد اعمال می‌شود. گاهی اوقات، زیرلایه ها در یک فاصله ثابت از هم (به جای اعمال فشار) نگه داشته می‌شوند. اما این کار باعث ایجاد تخلخل در پیوند نهایی می‌شود. حرارت مجموعه همگن سازی آن پس از اتصال، با بسیاری تجهیزات مختلف قابل انجام بوده و می‌تواند توسط روش‌های تابش، هدایت، القایی با فرکانس رادیویی، مقاومتی، لیزر و مادون قرمز اجرا شود.این فرایند اتصال معمولا در خلاء و یا اتمسفرهای بی اثر مانند آرگون، مورد استفاده قرار می‌گیرد. در موارد نادر، اتصال TLPدر اتمسفرهای متفاوت، مانند نیتروژن، هیدروژن، نیتروژن و هیدروژن و یا در فضای باز انجام می‌گیرد. فشار خلاء مورد استفاده در آزمایش‌های اشاره شده در بالا به طور معمول در حدود ۰/۱ میلیمتر جیوه به ترتیب با مقادیر حداقل و حداکثر ۰/۰۰۰۱۵ و ۳۴ میلیمتر جیوه است [۱-۳].

این فرایند که یک روش اتصال به کمک نفوذ است و در آن یک فاز مایع یوتکتیکی برای کمک به نفوذ و پر کردن محل اتصال ایجاد می‌شود سالهاست که در

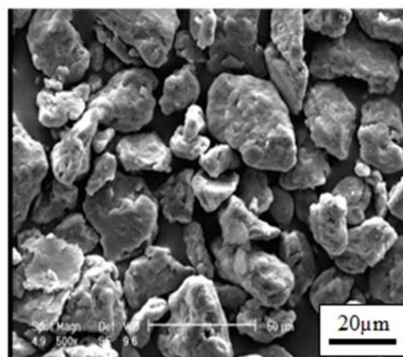
صنایع هوافضا برای انجام اتصالات و تعمیرات مورد استفاده قرار می‌گیرد. به عنوان مثال در تحقیقات اخیر، اتصال کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی با لایه واسطه‌ی مس و حتی لایه‌های واسطه چند لایه‌ای مس/نیکل/مس، انجام شده است که در برخی با بهینه کردن دما و زمان اتصال و در برخی دیگر با بکارگیری لایه‌های واسطه متفاوت، سعی در رسیدن به بالاترین استحکام اتصال بوده است. اتصال نفوذی TLP برای کامپوزیت زمینه آلومینیومی با ذرات تقویت‌کننده‌ی آلومینا، تحقیقی در این راستا می‌باشد. هدف از این تحقیق، طراحی لایه واسطه‌ی مناسب جهت اتصال بوده است که بدین منظور از لایه واسطه‌های متفاوتی به صورت ورقی نازک، استفاده شده است. لایه واسطه‌های مورد استفاده در این تحقیق، مس خالص، آلومینیوم-مس و مس-تیتانیوم بوده است.

نتایج آزمایشات انجام شده نشان داده که لایه واسطه مس خالص، باعث جدایش و آگلومره شدن ذرات تقویت‌کننده و همچنین اتصال ضعیف در فصل مشترک ذرات تقویت‌کننده و زمینه، شده است. در حالی که استفاده از لایه واسطه مس-تیتانیوم، به‌دلیل دارا بودن عنصر فعال تیتانیوم، اتصال قوی‌تری ایجاد کرده است طوری که در سطح شکست اتصال، شکسته شدن ذرات تقویت‌کننده نیز دیده شده است [۱]. اتصالات ایجاد شده با لایه‌ی واسطه‌ی آلومینیوم-مس، اتصالاتی بدون جدایش و آگلومره شدن ذرات تقویت‌کننده را نشان داده ولی گزارش شده که در ناحیه‌ی اتصال، نواحی متخلخل و اتصال نیافته دیده می‌شود. در تحقیق دیگری، اتصال کامپوزیتی با زمینه‌ی Al 6061 و ذرات تقویت‌کننده‌ی آلومینا، با لایه‌ی واسطه چند لایه‌ای به‌صورت مس/نیکل/مس، مورد بررسی قرار گرفته است [٤]. فرایند اتصال در دمای ۵۸۰ درجه‌ی سانتی‌گراد و در زمان های ۳۰ تا ۹۰ دقیقه انجام شده است. در ناحیه‌ی اتصال، محلول جامد آلومینیوم، نیکل و لایه‌ای با ترکیب استوکیومتری $Al_{0.9}Ni_{1.1}$ ، دیده شده است. همچنین گزارش شده است که با افزایش زمان در فرآیند فاز مایع گذرا، استحکام اتصالات نیز افزایش می‌یابند و در پایان نیز لایه‌ی مذکور با ترکیب استوکیومتری $Al_{0.9}Ni_{1.1}$ به عنوان منشأ ایجاد ترک گزارش شده است. در تحقیقی دیگر اتصال نانوکامپوزیت Al/Al_2O_3 تقویت شده با ذرات نانو آلومینا، با لایه‌ی واسطه مس مورد بررسی قرار گرفته است [۵]. طبق تحقیقات انجام شده در زمینه‌ی اتصال TLP کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی، لایه واسطه‌های متفاوتی از قبیل: نیکل، نقره، روی و مس [٦،٧]، برای اتصال این‌گونه مواد مورد استفاده قرار گرفته است که هرکدام ویژگی‌های خاص خود را دارا می‌باشند. از آن‌جایی که از این میان، لایه‌ی واسطه‌ی مسی رایج‌تر بوده و می‌توان به‌راحتی آن را تهیه نمود، در این تحقیق هم مس به عنوان لایه‌ی واسطه جهت اتصال استفاده شد. فرایند اتصال در دمای ۵۵۰ تا ٦۱۰ درجه‌ی سانتی-گراد و در زمان‌های ۲۰،٤۰ و ٦۰ دقیقه انجام شده است. در دمای اتصال ۵۸۰ درجه‌ی سانتی‌گراد، با افزایش زمان اتصال، استحکام اتصال‌ها به‌دلیل کاهش ساختارهای ترد یوتکتیکی، افزایش می‌یابد طوری که حداکثر استحکام برشی در همین دما و زمان اتصال ٦۰ دقیقه و درحدود ۸۵ درصد استحکام برشی فلز پایه بدست آمده است. از آنجایی که در خصوص اتصال‌های نفوذی TLP انجام شده اتصال کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی با ذرات تقویت‌کننده ، مطالعات و تحقیقات زیادی صورت نگرفته است، لذا سعی بر آن است تا قابلیت اتصال ورق آلیاژی زمینه آلومینیومی تقویت شده با ذرات میکرومتری آلومینا، به روش اتصال نفوذی TLP، مورد بررسی قرار گیرد.

مواد و روش تحقیق

مواد مورد نیاز برای تولید ورق های کامپوزیتی مورد نظر، شامل پودر آلومینا و ورق آلومینیوم خالص (Al1100) با ضخامت ۱ میلی‌متر می‌باشد. پودر آلومینای تهیه شده با درجه خلوص ۹۸/۵ درصد دارای اندازه ذراتی حدود ۲۰ میکرون می‌باشد که تصویری از

مورفولـوژی ایـن پـودر در شـکل (۱) قابـل مشـاهده می‌باشد.



شکل ۱ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از پودر آلومینای مصرفی

همان‌گونه که در این شکل مشاهده می‌شود مورفولوژی این پودر از نظر شکل و اندازه تقریباً یکنواخت می‌باشد. فراینـد اتصـال نـورد تجمعـی در یـک دسـتگاه نـورد ازمایشگاهی، از نـوع Ohno Roll، مـدل ۲٤۱۹ بـا قطـر غلطک ۱۳ سانتیمتر و سـرعت ۲ دور بـر دقیقـه انجـام گرفت. برای ایجاد اتصال بـین ورق‌هـا، سـطح ورق‌هـا توسط استون چربی زدایی شده و توسط بـرس‌هـایی از جنس فولاد با سیم‌هایی به قطر ۰/٤ میلی‌متر برسـکاری شدند. سـپس ورق‌هـا روی یکـدیگر قـرار گرفتـه و بـا استفاده از سیم‌های فولادی از دو طرف محکم شـدند و در چهار مرحله با استفاده از ترازوی دیجیتال، ٥ درصـد وزنی پودر آلومینا در حین نـورد تجمعـی اضـافه شـد. ورق‌های آلومینیوم تحت نـورد بـا ٥۰٪ کـاهش سـطح مقطع قرار گرفتند. این فرایند به تعداد ۱۱ مرحله تکـرار شـد. بـه‌منظـور بررسـی سـاختار ورق‌هـای آلیـاژ، بررسی‌های ریزساختاری فلز پایه، نواحی اتصال‌یافتـه و بررسـی توزیـع ذرات تقویـت‌کننـده از دسـتگاه میکروسکوپ نوری با استفاده از تجهیـزات متـالوگرافی از قبیل، مانت گرم و مانت سرد، دسـتگاه‌هـای پوشـش اتوماتیک و دستی، کاغذ سنباده، پودر پـولیش، محلـول اچ کِلِر، میکروسکوپ الکترونی روبشی و آنـالیز پـراش پرتو ایکس، استفاده گردید. جهت اتصال‌دهـی دو مـاده مورد نظر بـرای ایجـاد فشـار لازم و نگهـداری صـحیح قطعات در کوره، نگهدارنده‌ای طراحـی و سـاخته شـده است. به دلیل اینکه اتصال در دمای بالا صورت می‌پذیرد و امکان پیچیدگی ابعادی در نگهدارنـده وجـود دارد. از کوره خلا جهت اتصال نمونه‌ها بهـره گرفتـه شـد. ایـن کوره با المنت‌های گرافیتی قابلیت امکان انجام عملیـات حرارتی تحت خـلأ 10^{-2} میلـی بـار و تـا دمـای ۱٥۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد در پاس‌های گرمایش کنترل شـده را دارد. بررسی تغییرات سختی در اطـراف درز اتصـال از دستگاه ریزسختی‌سنج ساخت شرکت Buehler، استفاده شـد. اسـتحکام برشـی اتصـالات، توسـط فیکسـچر مخصوصی که در شکل (۲) نشان داده شـده، بـا ماشـین آزمون کشش Hounsfield، مدل H50KS ، و با سرعت اعمال بار ۱ میلیمتر بر دقیقه، ارزیـابی شـد . بـه منظـور بدسـت آوردن میـزان اسـتحکام برشـی درز اتصـال، نگهدارنده‌ای از جـنس فـولاد کربنـی Ck45 بـا شـرایط خاص طراحی شده است و بعد از ساخت تحت عملیات حرارتی کوئنچ و تمپر قرار گرفته است تا بتوانـد نیـروی اعمالی کششی را به طور برشی دقیقا به درز اتصال اعمال کند. استحکام برشی اتصال ها با تقسیم نمـودن حـداکثر نیروی اعمال شده بر سطح مقطع اتصـال قابـل محاسـبه است [۸،۹].

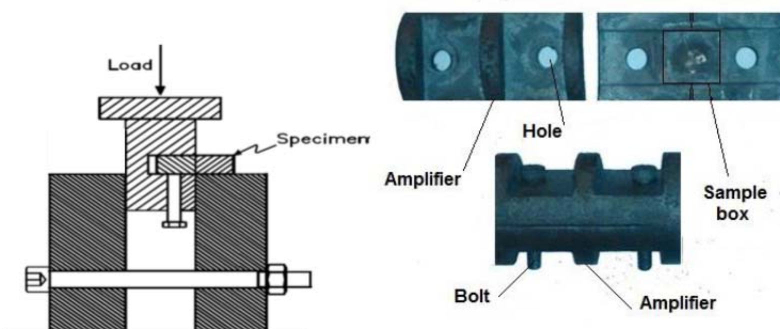
به منظـور جلـوگیری از ایجـاد تخلخـل در لایـه‌ی مذاب ایجاد شـده در درز اتصـال، بـرای اعمـال لایـه‌ی واسطه‌ی مسی از روش آبکاری الکتریکی اسـتفاده شـد. زیرا در این روش اتم‌های مس به صـورت اتـم بـه اتـم روی سطوح فلز پایه می‌نشیند و زبری و برآمدگی‌هـای سـطوح را متعاقبـاً دنبـال مـی‌کننـد و لـذا در منطقـه‌ی وسیع‌تری اتم‌های لایه واسطه، در تماس نزدیـک و اتـم به اتم با اتم‌های فلز پایه می‌باشند. اعمال لایه‌ی واسـطه به‌طرق مختلفی امکان‌پذیر است و غالباً به صورت فویل در میان فلزات پایه اعمال می‌گـردد. هنگـامی کـه لایـه واسطه به صورت فویلی در بین فلزات پایه قـرار گیـرد، تنها در نقاط خاصی، تماس‌های نزدیک و اتم به اتم بین لایه‌ی واسطه و فلزپایه ایجاد می‌گردد. محققین اسـتفاده از لایه‌ی واسطه با ضخامت کم را توصـیه کـرده‌انـد، در غیر این صورت لایه‌ی مـذاب تشـکیل شـده در فصـل

مشترک اتصال صورت گرفته ضخیم بوده و ضررهایی از قبیل افزایش زمان لازم برای کامل شدن انجماد هم‌دما، جدایش و آگلومره شدن ذرات تقویت‌کننده در فصل مشترک اتصال را به دنبال خواهد داشت.بنابراین در این تحقیق سعی شد که لایه‌ی واسطه با ضخامت کم (۵ میکرومتر) انتخاب گردد.

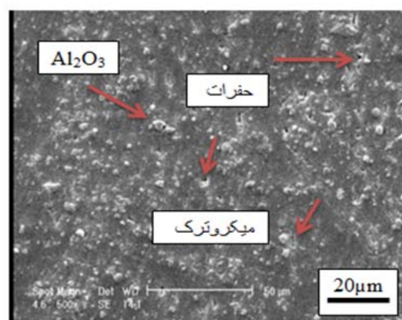
به‌منظور آماده‌سازی نمونه‌ها جهت اتصال، ورق‌ها برروی هم قرار گرفتند و برای ثابت نگه داشتن آن‌ها، به دور آن‌ها فویل آلومینیومی پیچانده شد. نمونه‌های فوق را در کوره‌ی خلأ قرار داده و به‌منظور اعمال فشار ثابتی بر روی قطعات، از وزنه‌ای به وزن ۲۰۰ گرم که بر روی نگهدارنده قرار می‌گرفت، استفاده شد. پس از آن تزریق گاز آرگون به درون کوره انجام شده و به دنبال آن خلأ صورت می‌گرفت تا فشاری در حدود 10^{-2} میلی‌بار، ایجاد گردد. سپس به‌منظور اتصال قطعات پاس‌های عملیات حرارتی در محدوده‌ی دمایی ۵۹۰-۵۷۰ درجه‌ی سانتی‌گراد و زمان‌های ۲۰،۳۰ دقیقه، انجام گردید. با بررسی تحقیقاتی که در زمینه‌ی اتصال TLP کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی، با لایه‌ی واسطه‌ی مس صورت گرفته بوده، مشاهده شد که زمان‌های اتصال مورد استفاده بسیار متفاوت می‌باشند [۶،۷]، سعی شد که زمان‌های اتصال به‌گونه‌ای انتخاب گردند که نه خیلی طولانی باشند که ساختار این قطعات تحت تأثیر قرار گیرد و نه آن‌قدر کوتاه باشند که انجماد همدما کامل نشود، بنابراین زمان‌های اتصال ۲۰ و ۳۰ دقیقه انتخاب شدند.

نتایج و بحث

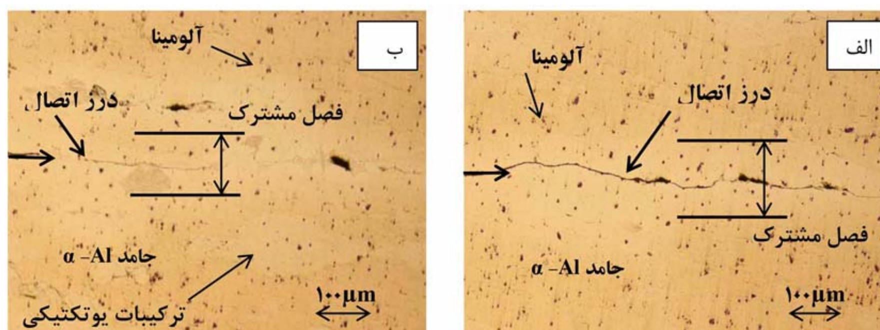
مشاهدات ریزساختاری. تصویر میکروسکوپ الکترونی از ورق آلیاژی در شکل (۳) آورده شده است. همان‌طور که در تصویر دیده می‌شود، می‌توان ساختار همگن و یکنواخت ذرات پودر که نورد شده‌اند را به‌خوبی مشاهده نمود. دو مکانیزم متفاوت در این فرایند نسبت به روش‌های دیگر اعمال کرنش شدید وجود دارد. در مکانیزم اول، در اثر اصطکاک بین غلطک نورد و ورق، تغییر فرم شدید پلاستیک در زیر سطح ایجاد می‌شود که با تکرار فرایند نورد تجمعی این منطقه به داخل ضخامت منتقل می‌شود، مکانیزم دیگر ایجاد فصل مشترک‌های جدید است که در اثر پاس‌های پی در پی ایجاد می‌شوند. لایه‌های اکسید سطحی به همراه ناخالصی‌ها در طول پاس‌های مختلف داخل نمونه‌ها شده و به مرور توزیع آنها یکنواخت‌ترمی‌شود. در ورق‌های آلیاژی تولید شده، با افزایش تعداد پاس‌ها و کرنش اعمالی به نمونه بعد از ۱۱ پاس، استحکام برشی در حدود ۲/۵ برابر افزایش یافته و به ۱۴۹ مگاپاسکال رسید. همچنین تنش تسلیم نمونه از ۳۴ به ۱۶۳ مگاپاسکال افزایش پیدا کرده، که حدود ۴/۷ برابر شده و سختی ورق از مقدار اولیه ۲۸ به ۷۱ ویکرز در پاس نهایی (یازدهم) رسیده است.



شکل ۲ نمایی از فیکسچر استحکام برشی و نگهدارنده ساخته شده جهت اتصال‌دهی



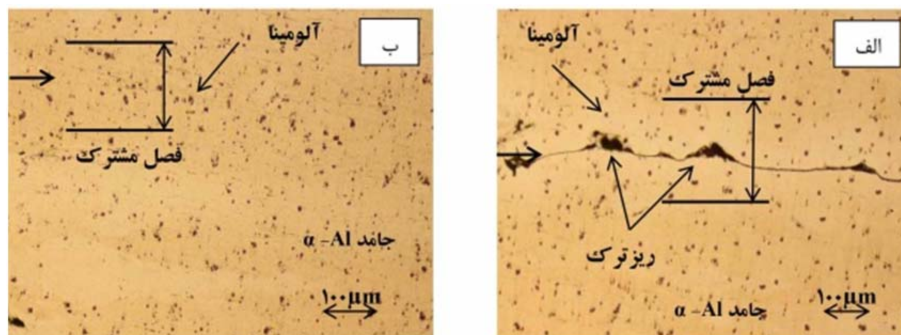
شکل۳ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی ورق آلیاژی $Al / 5wt.\% \ Al_2O_3$



شکل٤ تصاویر میکروسکوپ نوری درز اتصال؛ الف) دمای ۵۷۰ سانتی‌گراد و زمان ۲۰ دقیقه؛
ب) دمای ۵۷۰ سانتی‌گراد و زمان ۳۰ دقیقه

بررسی ریزساختار درز اتصال. پس از انجام فرایند فاز مایع گذرا بر روی ورق‌های آلیاژی ، می‌توان تصاویر میکروسکوپ نوری مربوط به درز اتصال‌ها در شرایط متفاوت دمایی و زمانی را شاهده نمود. با توجه به تصاویر شکل‌های (٤) و (٥) دیده می‌شود که با افزایش زمان اتصال‌دهی از ۲۰ به ۳۰ دقیقه در دمای ثابت ۵۷۰ درجه سانتی‌گراد، تجمع ذرات آلومینا و ذرات رسوبی اطراف درز اتصال افزایش می‌یابد. با افزایش دمای اتصال‌دهی انجماد هم‌دما رخ می‌دهد و موجب کاهش حجم مذاب ، ترکیبات بین فلزی و رسوبات می‌شود. اما اگر زمان اتصال، کافی نباشد مذاب تا زمانی که در دمای اتصال بوده، به انجماد هم‌دمای خود ادامه می‌دهد و وقتی زمان اتصال به پایان رسیده و دمای اتصال افت می‌کند، مذاب از این لحظه به بعد به صورت معمولی و در اثر سرد شدن منجمد می‌گردد. لذا مذاب باقی‌مانده در بین جامدهای ایجاد شده به روش انجماد هم‌دما، با سرد شدن مطابق با دیاگرام فازی آلومینیوم–مس شکل (٦)، جامد اولیه‌ی α و در نهایت با شرکت در واکنش یوتکتیک، به صورت یوتکتیک منجمد می‌گردد و ساختار نهایی ایجاد شده شامل مقداری جامد α (ایجاد شده در مرحله انجماد هم‌دما) و مقداری جامد α اولیه ناشی از سرد شدن مذاب با ترکیب $C^{L\alpha}$ از دمای اتصال تا دمای یوتکتیک و در نهایت جامد یوتکتیک $\alpha+CuAl_2$ می‌باشد. لذا تکمیل نشدن انجماد هم‌دما(شکل ٤–ب) می‌تواند در درز اتصال و دیگر نواحی که انجماد هم‌دما کامل نشده، شبکه‌ی پیوسته‌ای از $\alpha+CuAl_2$ به‌صورت ساختار یوتکتیکی ایجاد کند که به‌دلیل دارا بودن ساختارهای ترد $CuAl_2$، باعث کاهش استحکام اتصالات می‌گردد لذا کامل شدن انجماد هم‌دما ضروری به نظر می‌رسد. افزایش فصل مشترک در فرایند اتصال مربوط به افزایش حجم مذاب یوتکتیک و افزایش سرعت نفوذ مس در آلومینیوم است که طبق رابطه‌ی زیر با افزایش دما و زمان اتصال در فرایند نفوذی افزایش می‌یابد [۸].

$$x = K\sqrt{4Dt} \qquad (۱)$$

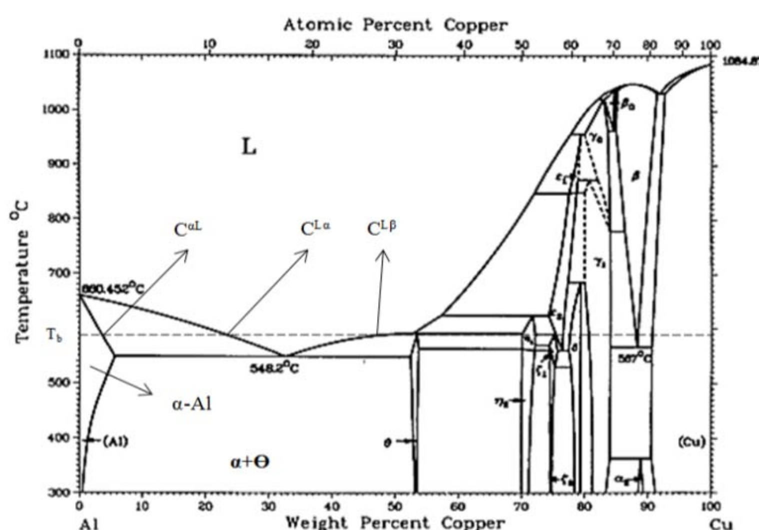


شکل ۵ تصاویر میکروسکوپ نوری درز اتصال دمای۵۹۰ درجه سانتی‌گراد : الف) زمان ۲۰ دقیقه، ب) زمان ۳۰ دقیقه

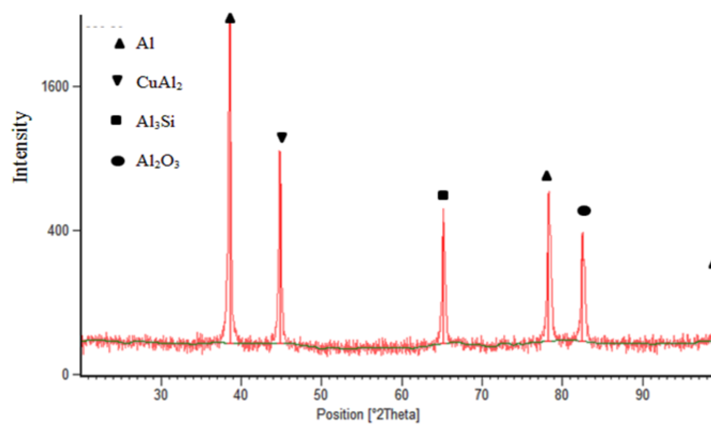
که در آن x نشان‌دهنده‌ی فاصله‌ی نفوذی مس از مرکز درز اتصال، K عدد ثابت، D ضریب نفوذ مس در آلومینیوم ($3/09 \times 10^{-10}$ cm²/s) و t زمان اتصال نفوذی(دقیقه) می‌باشد. همچنین، با افزایش عرض ناحیه مذاب یوتکتیک، ذرات Al_2O_3 بیشتری در فاز مذاب غوطه‌ور می‌شوند. این ذرات در فصل مشترک جامد/مذاب در انجمادهم‌دما کشیده می‌شوند. با توجه به پژوهش‌های پیشین در مورد ویژگی‌های انجماد کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تقویت شده با Al_2O_3، فاز اولیه α در پس زدن Al_2O_3 و هدایت آنها به جلوی فصل مشترک جامد/مذاب بسیار موثر است (شکل ۵). فاز انجماد شامل فریت α-Al می‌باشد که تحت محلول جامد فوق اشباع خود را در دو طرف فلز پایه نشان داده است. با ایجاد فاز فریت مس، که همان انجماد همدما می‌باشد، مذاب باقی‌مانده در وسط درز اتصال از عناصر کاهنده نقطه ذوب غنی شده و به نظر می‌رسد که تشکیل یوتکتیک‌های دوتایی را باعث شده است و با توجه به آنالیز پراش پرتو ایکس به عمل آمده می‌توان ترکیب انجماد و ترکیبات بین فلزی احتمالی را حدس زد. در نمونه اتصال یافته در دمای ۵۹۰ به مدت ۲۰ دقیقه با افزایش دما، شکل (۵ .الف)، فاز اولیه انجماد افزایش پیدا کرده و ترکیبات بین فلزی به مقدار بیشتری در فلز پایه به وجود می آیند. با توجه به الگوی پراش شکل (۷)، ترکیبات ترد بین‌فلزی شامل Al_3Si، Al_2O_3 و $CuAl_2$ به وضوح قابل تشخیص هستند، اما بعد از اتمام زمان نگهداری در دمای اتصال همچنان در وسط درز اتصال موجود بوده و خود را به صورت غیر همدما منجمد کرده‌اند. اتصال در دمای ثابت، با افزایش زمان نگهداری برای اتصال، مذاب باقی مانده و ترکیبات بین فلزی کاهش پیدا می‌کند اما می‌توان به جای افزایش زمان، افزایش دما را جایگزین کرد زیرا با افزایش دمای اتصال-دهی در زمان ثابت، میزان ترکیبات بین فلزی شکل (۵.-) در مقایسه با شکل (٤-ب) با کاهش چشم‌گیری روبرو می‌شود. در نمونه اتصال یافته در دمای ۵۹۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه بعد از کامل شدن انجماد هم‌دما شکل (۵-ب)، مرحله‌ی همگن شدن بوقوع خواهد پیوست که در این مرحله با گذشت زمان کافی، ترکیب جامد ایجاد شده به روش هم‌دما که معادل $C^{\alpha L}$ می‌باشد، با نفوذ اتم‌های مس از آن به درون فلز پایه در نواحی دورتر، رفته رفته از مقدار $C^{\alpha L}$ کاهش یافته و به غلظت‌های بسیار کم در حدود صفر میل می‌کند. بدین ترتیب جامد حاصله، با زمینه‌ی فلز پایه از لحاظ ترکیب شیمیایی و لذا دمای ذوب فرقی ندارد و دقیقاً همانند فلز زمینه شده است. از آن‌جایی که این مرحله همگن شدن بسیار بسیار زمان‌بر است معمولاً در زمان اتصال، فرصت کافی برای کامل شدن این مرحله وجود ندارد و اغلب به صورت جزئی انجام می‌شود [۹]. همین عامل موجب می‌شود که ترکیب جامد ایجاد شده در درز اتصال وحفرات در حدود $C^{\alpha L}$ و یا قدری کمتر از آن باشد. بعد از اتمام فرایند اتصال و قرارگیری قطعات اتصال یافته در دمای محیط (طبق نمودار فازی شکل ٦) چنانچه میزان مس موجود در فاز جامد مذکور بیشتر از حد حلالیت آن در دمای محیط باشد، با گذشت زمان، ذرات رسوبی $CuAl_2$ در زمینه‌ی فاز جامد مذکور

پدیدار خواهد شد [۳،۱۰].

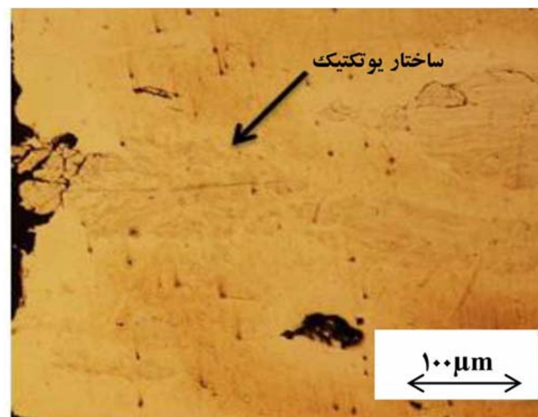
استحکام برشی اتصال‌ها. عدم استحکام کافی در دمای ۵۷۰ درجه سانتی گراد، احتمالاً به‌علت کم بودن حجم مذاب ایجاد شده در درز اتصال بوده است. با افزایش دمای اتصال به ۵۹۰ درجه‌ی سانتی‌گراد، حجم مذاب بیشتری در درز اتصال ایجاد می‌گردد و می‌بینیم که در زمان اتصال ۲۰ دقیقه، در این دما نیز اتصال قوی ایجاد شده است. به دلیل حضور ذرات میکرو آلومینا در آلیاژ ، توانایی قفل‌کنندگی بهتری حاصل می‌شود [۱۱]. با افزایش زمان اتصال به ۳۰ دقیقه در دمای اتصال ۵۹۰ درجه‌ی سانتی‌گراد، استحکام اتصال‌ها قدری بالاتر می‌رود که احتمالاً به‌خاطر این است که مذاب ایجاد شده در درز اتصال، با افزایش زمان اتصال فرصت بیشتری برای انجماد هم‌دما می‌یابد و لذا میزان انجماد یوتکتیک مذاب کمتر شده و استحکام اتصال‌ها به خاطر کم‌تر شدن میزان فازهای ترد ناشی از ساختار یوتکتیک، قدری افزایش می‌یابد [۱۲،۱۳]. در دمای اتصال ۵۹۰ درجه‌ی سانتی‌گراد، دیده می‌شود که با افزایش زمان اتصال به ۳۰ دقیقه، افزایش خوبی در استحکام اتصال‌ها نمودار می‌گردد. علت آن را می‌توان این‌گونه تحلیل نمود که با افزایش دمای اتصال از ۵۷۰ به ۵۹۰ درجه‌ی سانتی‌گراد، حجم مذاب ایجاد شده به‌قدر کافی بوده که کلیه‌ی سطوح اتصال را به‌خوبی پوشش دهد. همچنین با افزایش زمان اتصال، مذاب ایجاد شده برای تکمیل انجماد هم‌دما فرصت کافی خواهد داشت، طوری که در زمان اتصال ۲۰ دقیقه هنوز می‌توان وجود ساختار یوتکتیکی در بخش‌های کوچکی از درز اتصال را مشاهده نمود شکل (۸)، ولی در زمان اتصال ۳۰ دقیقه، این ساختارها مشاهده نشدند، بنابراین می‌توان این‌گونه برداشت نمود که در زمان اتصال ۲۰ دقیقه، مذاب هنوز به زمان بیشتری برای تکمیل شدن انجماد هم‌دمای خود نیاز دارد و با افزایش زمان اتصال به ۳۰ دقیقه این زمان مهیا شده و مذاب به‌صورت هم‌دما، انجماد خودش را کامل کرده است. در نتیجه در دمای اتصال ۵۹۰ درجه‌ی سانتی‌گراد، استحکام اتصال‌ها از اتصال‌های انجام شده در دمای ۵۷۰، بالاتر بوده و با افزایش زمان اتصال نیز به‌دلیل کاهش ساختارهای ترد یوتکتیکی، استحکام اتصال‌ها زیادتر شده است. در دمای اتصال ۵۹۰ درجه‌ی سانتی‌گراد، با افزایش زمان اتصال، استحکام اتصال‌ها به‌دلیل کاهش ساختارهای ترد یوتکتیکی [۱٤]، افزایش می‌یابد طوری که حداکثر استحکام برشی در همین دما و زمان اتصال ۳۰ دقیقه درحدود ۸۲ درصد استحکام برشی فلز پایه بدست آمده است. شکل (۹) نمودار استحکام برشی اتصالات در شرایط مختلف اتصال را نشان می‌دهد.



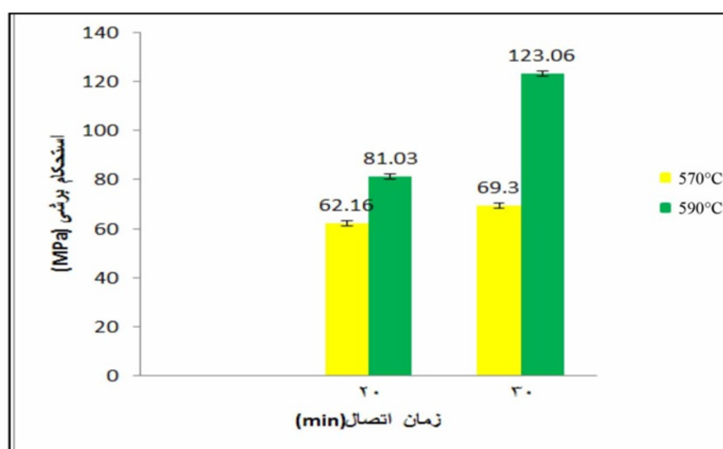
شکل ٦ نمودار فازی آلومینیوم–مس [۳]



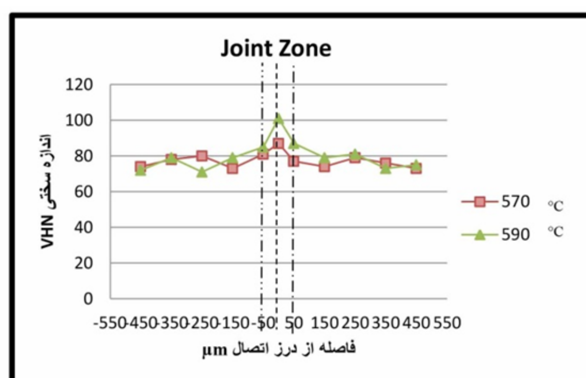
شکل ۷ الگوی پراش پرتو ایکس سطح اتصال دمای ۵۹۰ درجه سانتی‌گراد و زمان ۳۰ دقیقه



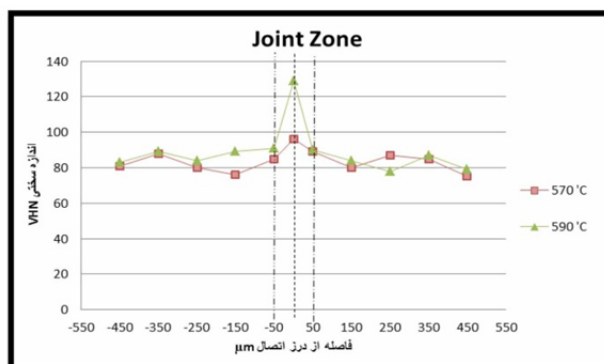
شکل ۸ ایجاد ساختار یوتکتیک در انجماد هم‌دما، دمای ۵۹۰ درجه سانتی‌گراد و زمان۲۰ دقیقه



شکل ۹ نمودار استحکام برشی اتصالات در شرایط مختلف اتصال



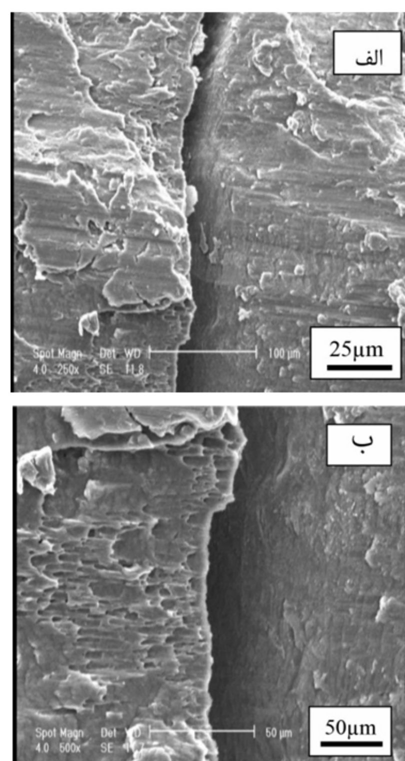
شکل۱۰ تغییرات ریزسختی در فواصل مختلف از درز اتصال در دمای اتصال ۵۷۰ و۵۹۰ درجه سانتی‌گراد در زمان ۲۰ دقیقه



شکل ۱۱ تغییرات ریزسختی در فواصل مختلف از درز اتصال در دمای اتصال ۵۷۰ و۵۹۰ درجه سانتی‌گراد در زمان ۳۰ دقیقه

ریزسختی‌سنجی درزهای اتصال. نمودارهای به‌دست آمده برای هرکدام از شرایط دمایی و زمانی اتصال، در شکل‌های (۱۰) و (۱۱)، نمایش داده شده است. باتوجه به نمودارها دیده می‌شود که تغییرات سختی در اطراف درز اتصال غیریکنواخت و پراکنده بوده و روند خاصی را دنبال نمی‌کند. در ریز ساختار فلز پایه شکل (۳)، کندگی سطحی و ریزترک‌هایی دیده می‌شود که می‌توانند در پراکندگی اعداد سختی موثر باشند. در نمونه‌های اتصال یافته، به دلیل حضور ذرات میکرومتری آلومینا و ترکیبات بین فلزی سخت در درز اتصال و همچنین با ایجاد فاز مذاب در درز اتصال و تراوش این مذاب به درون حفره‌هاو ریزترک‌های فلز پایه، بخش وسیعی از کندگی‌ها و تخلخل‌های فلز پایه که به نوعی به سطح اتصال راه داشته‌اند از مذاب پر می‌شوند و پس از انجماد مذاب، جامد نرم α-Al در درون حفره‌ها و ریزترک‌ها خواهیم داشت. همچنین وجود فازهای نرم α-Al منجمد شده در در حفره‌ها و بین لایه‌ها و از طرفی وجود حفره‌های پرنشده در حوالی درز اتصال، عوامل اصلی این پراکندگی در اعداد سختی بوده‌اند. آن‌چه در کلیه‌ی نمودارها دیده می‌شود این است که به‌علت پرشدن حفره‌ها و ریزترک‌های فلز پایه و تجمع ذرات آلومینا، حداقل سختی در تمام درز اتصال‌ها از حداقل عدد سختی مربوط به فلز پایه، بیشتر است و با نزدیکتر شدن به مرکز اتصال سختی افزایش می‌یابد و بیشترین سختی را در مرکز فصل مشترک نفوذی می‌توان مشاهده کرد. ریزترک‌ها با فاز جامد α-Al، پر شده اند و این فاز نرم بوده و در مقایسه با فلز پایه سختی خیلی کمتری دارد. به‌خاطر پرکردن کندگی‌های سطحی، حفرات و ریزترک‌های فلز پایه و حضور فازهای سخت بین‌فلزی است که حداقل سختی

در حوالی درز اتصال از حداقل سختی فلز پایه بسیار بیشتر باشد. سختی فاز جامد α-Al که در حفره‌ها و ریزترک‌های فلز پایه دیده می‌شود، خود نیز به دمای اتصال وابسته است. انتقال حالت شکست از انعطاف پذیر به ترد را با افزایش دمای اتصال و با افزایش حجم مذاب یوتکتیک در درز اتصال به ترتیب در دمای اتصال پایین (۵۷۰ درجه سانتی‌گراد) و در دمای اتصال بالا (۵۹۰ درجه سانتی‌گراد) را در شکل (۱۲) می‌توان مشاهده نمود. در شکست ترد رشد ترک عمود بر تنش اعمالی صورت می‌گیرد [۱٤] که باعث می‌شود سطح شکست به صورت سطحی صاف باشد، از آنجایی که نیروی اعمالی به درز اتصال به صورت برشی بوده لذا شکل دیمپل‌ها نیز به صورت برشی می باشند [۱۵] و در بعضی از دیمپل‌ها حفرات و تخلخل‌هایی نیز دیده می‌شود به طوری که زمینه‌ی نرم α-Al اطراف حفرات کشیده شده و دیمپل‌هایی را به‌وجود آورده است.



شکل ۱۲ سطوح شکست اتصال؛ الف) دمای ۵۷۰ درجه سانتی-گراد؛ ب) دمای ۵۹۰ درجه سانتی‌گراد

نتیجه‌گیری

۱- با اعمال کرنش به وسیله فرایند نورد تجمعی بر روی ورق آلومینیوم خالص و با استفاده از پودر آلومینای میکرومتری، پس از ۱۱ پاس نورد با سرعت ۲rpm، آلیاژ Al / 5 wt.% Al_2O_3 حاصل گردید. در آلیاژ تولید شده ساختاری یکنواخت و همگن از پراکندگی ذرات پودر تقویت کننده مشاهده می‌گردد که ناشی از افزایش مداوم تعداد لایه‌ها در فرایند نورد تجمعی است.

۲- در حوالی درز اتصال تمام اتصال‌ها، تجمع ذرات آلومینا و ترکیبات بین‌فلزی سخت وجود دارد و همچنین ریزترک‌ها و حفراتی که اکثراً با جامد α-Al پرشده‌اند. در درون جامد α-Al ذرات پراکنده و ریز رسوبی قابل مشاهده است.

۳- حجم مذاب ایجاد شده در درز اتصال با افزایش دمای اتصال بیشتر شده و سطح وسیع‌تری از درز اتصال، حفرات و ریزترک‌ها توسط مذاب خیس شده و یا از مذاب پر می‌گردد.

٤- در دمای اتصال ۵۹۰ درجه‌ی سانتی‌گراد، با افزایش زمان اتصال، استحکام اتصال‌ها به‌دلیل کاهش ساختارهای ترد یوتکتیکی، افزایش می‌یابد طوری که حداکثر استحکام برشی در همین دما و زمان اتصال ۳۰ دقیقه و درحدود ۸۲ درصد استحکام برشی فلز پایه بدست آمده است.

۵- در دماهای اتصال پایین، افزایش زمان به‌دلیل این‌که موجب کامل شدن انجماد هم‌دما و کاهش ساختارهای یوتکتیک می‌گردد، استحکام اتصالات را افزایش می‌دهد ولی در دماهای اتصال بالاتر که انجماد هم‌دما کامل شده و در حال وارد شدن به مرحله‌ی همگن‌شدن می‌باشد، افزایش زمان موجب همگن شدن بیشتر شده و ریزساختار اتصال را به سمت کاهش مقدار مس در آن پیش می‌برد.

٦- عوامل اصلی پایین بودن زمان لازم برای انجماد هم‌دما، افزایش سطح تماس واقعی مذاب با فلز پایه و بالا بودن ضریب نفوذ مس در فلز پایه، بوده است.

مراجع

1. Zhang G., Zhang J., Pei Y., Li S., Chai D., "Joining of Al_2O_{3p}/Al Composites by Transient Liquid Phase (TLP) Bonding and a Novel Process of Active-Transient Liquid Phase (A-TLP) bonding", *Materials Science and Engineering*, Vol. 488, pp. 146–156, (2010).

2. Yan J., Xu Z., "Interface Structure and Mechanical Performance of TLP bonded Joints of Al2O3p/6061Al Composites using Cu/Ni Composite Interlayers", *Scripta Materialia*, Vol. 51, pp. 147-150, (2004).

4. MacDonald W.D., Eagar T.W., "Transient Liquid Phase Bonding Processes", *The Minerals, Metals and Materials Society,* Vol. 321, pp. 93–101, (1992).

5. Grant O., Cook C.D., "Overview of Transient Liquid Phase and Partial Transient Liquid Phase bonding", *Sorensen Springer Science*, Vol. 245, pp. 25–34, (2011).

6. Nakagawa H., Lee C.H., North T.H., "Modelling of Base Metal Dissolution Behavior During Transient Liquid Phase Brazing", *Metallurgical Transactions*, Vol. 22A, pp. 543-555, (1991).

7. Tuah-Poku I., Dollar M., Massalski T.B., "A Study of the Transient Liquid Phase Bonding Process Applied to a Ag/Cu/Ag Sandwich Joint", *Metallurgical Transactions*, Vol. 19A, pp. 675-686, (1988).

8. AlHazaa A., Khan T.I., Haq I., "Transient Liquid Phase (TLP) Bonding of Al7075 to Ti–6Al–4V alloy", *Materials Characterization*, Vol. 61, pp. 312-317, (2010).

9. Kuntz M.L., "Quantifying Isothermal Solidification Kinetics During Transient Liquid Phase Bonding using Differential Scanning Calorimetry", *Materials and Design*, Vol. 44, pp. 1-12, (2006).

10. Dinkel M.K., Heinz P., Pyczak F., Volek A., Ott M., Affeldt E., Vossberg A., Goken M., "Proceedings of the International Symposium on Superalloys", *Materials Science and Engineering,* Vol. 211, pp. 23-35, (2008).

11. Abdelfattah M., "An experimental and theoretical study of transient liquid phase bonding of nickel based materials". *Materials and Design*, Vol. 39, pp. 893-899, (2008).

12. Kavian O., Cooke Tahir I., Khan Gossettd O., "Nanostructure Particle-Reinforced Transient Liquid Phase Diffusion Bonding", A Comparative Study The *Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*, Vol. 6, pp. 79-91, (2011).

13. Wikstrom N.P., "The Effect of Process Parameters on Microstructure of Transient Liquid Phase Bonded Super Alloys Inconel 738 and Waspaloy", *Materials Science and Engineering*, Vol. 35, pp. 456-467, (2006).

14. Lugscheider E., Ferrara S., Janssen H., Reimann A., Wildpanner B., "Progress and Developments in the Field of Materials for Transient Liquid Phase Bonding and Active Soldering Processes", *Materials Science and Engineering*, Vol. 30, pp. 87-94, (2006).

15. Zhang G., Zhang J., Pei Y., Li S., Chai D., "Joining of Al_2O_3p/Al Composites by Transient Liquid Phase (TLP) Bonding and a Novel Process of Active-Transient Liquid Phase (A-TLP) Bonding", *Materials Science and Engineering*, Vol. 488, pp. 146–156, (2008).